

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-001740

(43)Date of publication of application : 06.01.1998

(51)Int. Cl.

C22C 38/00

C21D 8/02

C21D 9/46

C22C 38/58

(21)Application number : 08-151006

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 12.06.1996

(72)Inventor : YAMAMOTO TAKAYUKI  
IWATANI JIRO  
OKANO YOICHIRO  
NAKAYAMA TAKENORI  
IWATA TAKASHI

(54) ULTRAHIGH STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE, AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve delayed fracture resistance by specifying the composition of elements.

SOLUTION: Delayed fracture in high strength steel is considered to be the occurrence of hydrogen embrittlement cracking in the steel resultant from the local concentration of the diffusive hydrogen, infiltrated into the steel, in a certain part according to the gradient of tensile stress. Although, as the countermeasure against the above, three countermeasures, that is, (1) to interrupt the path of infiltration of hydrogen, (2) to inhibit the diffusion of hydrogen in the steel and the concentration of hydrogen in the tensile stress part, and (3) to reduce the hydrogen embrittlement sensitivity of the steel itself are effective, a countermeasure is made here, paying attention to the above (1). That is to say, the corrosion resistance of the steel is improved to prevent hydrogen occlusion, because the hydrogen occlusion of steels in ordinary service environments is caused by the infiltration, when steels are corroded, of hydrogen resultant from cathode reaction into the steels without gasification. Therefore, elements, such as Ti, Ni, Cu, Cr, Mo, B, Nb, V, Zr, Ta, etc., are added the corrosion resistance is improved

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

20.09.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-1740

(43) 公開日 平成10年(1998) 1月6日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	B
9/46			9/46	F
C 2 2 C 38/58			C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数24 O L (全 20 頁)

(21) 出願番号	特願平8-151006	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成8年(1996) 6月12日	(72) 発明者	山本 貴之 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(72) 発明者	岩谷 二郎 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(72) 発明者	岡野 洋一郎 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(74) 代理人	弁理士 牧野 逸郎

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 引張強度  $980 \text{ N/mm}^2$  以上を有しながら、耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板、特に、薄鋼板と、その製造方法を提供する。

【解決手段】 (a) C、Si、Mn、P、S、(b) Ti、Ni、Cu、Cr、(c) Mo、B、(d) Nb、V、Zr、Ta、よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残留鉄よりなり、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、鋼スラブを  $1100^\circ\text{C}$  以上の温度に加熱し、 $600^\circ\text{C}$  以下の温度で熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、 $800^\circ\text{C}$  以上、 $1000^\circ\text{C}$  以下の温度にて均熱した後、 $30^\circ\text{C}/\text{秒}$  以下の冷却速度にて、 $800 \sim 600^\circ\text{C}$  の温度まで徐冷し、次いで、この温度から  $70^\circ\text{C}/\text{秒}$  以上の冷却速度にて、 $400^\circ\text{C}$  以下の温度まで冷却し、この後、再加熱か、焼戻し処理を行なう。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、マルテン

サイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のい

ずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度が9

80N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超

高強度鋼板。

【請求項2】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、マルテンサイト、

焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1

種以上を体積率にて40%以上含み、強度が980N

/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼

板。

【請求項3】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

と、(d) Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、マルテンサイト、

焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1

種以上を体積率にて40%以上含み、強度が980N

/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼

板。

【請求項4】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

と、(e) Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、マルテンサイト、

焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1

種以上を体積率にて40%以上含み、強度が980N

/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼

板。

【請求項5】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

と、(f) Ca 0.001~0.010%、

La 0.001~0.100%、

Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.

001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも

1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりな

り、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナ

イト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含

み、強度が980N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性

にすぐれる超高強度鋼板。

【請求項6】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

と、(e) Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%, 及びCo 0.10~5.00%  
よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f)  
Ca 0.001~0.010%,  
La 0.001~0.100%,  
Ce 0.001~0.100%, 及びミッシュメタル 0.  
001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも  
1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりな  
り、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナ  
イト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含  
み、強度が $980\text{ N/mm}^2$ 以上である耐遅れ破壊特性  
にすぐれる超高強度鋼板。

【請求項7】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e)

Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、マルテンサイト、

焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1

種以上を体積率にて40%以上含み、強度が $980\text{ N/mm}^2$

以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼  
板。

【請求項8】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f)

Ca 0.001~0.010%、

La 0.001~0.100%、

Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.

001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも

1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりな

り、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナ

イト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含

み、強度が $980\text{ N/mm}^2$ 以上である耐遅れ破壊特性  
にすぐれる超高強度鋼板。

【請求項9】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e)

Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f)

Ca 0.001~0.010%、

La 0.001~0.100%、

Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.

001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも

1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりな

り、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナ

イト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含

み、強度が $980\text{ N/mm}^2$ 以上である耐遅れ破壊特性

にすぐれる超高強度鋼板。

【請求項10】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

と、(d) Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e)

Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、マルテンサイト、

焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1

種以上を体積率にて40%以上含み、強度が $980\text{ N/mm}^2$

以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼

板。

【請求項11】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%,

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

と、(d) Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f)

Ca 0.001~0.010%、

La 0.001~0.100%、

Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.

001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも

1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりな

り、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナ

イト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含

み、強度が980N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性

にすぐれる超高強度鋼板。

【請求項12】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%,

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

と、(d) Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e)

Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f)

Ca 0.001~0.010%、

La 0.001~0.100%、

Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.

001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも

1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりな

り、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナ

イト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含

み、強度が980N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性

にすぐれる超高強度鋼板。

【請求項13】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%,

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0

050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素

を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼スラブを

1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で

巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除

き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際

して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて

均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~

600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から

70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度

まで冷却し、この後、再加熱するか、又はそのまま、1

50~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し

処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻し

マルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種

以上を体積率にて40%以上含み、強度980N/mm<sup>2</sup>

以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の

製造方法。

【請求項14】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%,

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼スラブを1100

℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱

間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧

延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、80

0℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した

後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃

の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃

/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却

し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~4

00℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理

を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマル

テンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度 $980\text{ N/mm}^2$ 以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【請求項15】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d) Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼スラブを1100

℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱

間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧

延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、80

0℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した

後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃

の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃

/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却

し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~4

00℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理

を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマル

テンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体

積率にて40%以上含み、強度 $980\text{ N/mm}^2$ 以上で

ある耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方

法。

【請求項16】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e) Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、

残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼スラブを1100

℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱

間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧

延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、80

0℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した

後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃

の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃

/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却

間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧

延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、80

0℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した

後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃

の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃

/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却

し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~4

00℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理

を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマル

テンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体

積率にて40%以上含み、強度 $980\text{ N/mm}^2$ 以上で

ある耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方

法。

【請求項17】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f) Ca 0.001~0.010%、

La 0.001~0.100%、

Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.

001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも

1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる

鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下

の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケ

ールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行

なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の

温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、

800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、こ

の温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下

の温度まで冷却し、この後、再加熱するか、又はその

まま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加

熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサ

イト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のい

ずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度 $980$

$\text{N/mm}^2$ 以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強

度鋼板の製造方法。

【請求項18】重量%にて(a) C 0.08~0.30

%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)

Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%

よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e) Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c) Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e) Al 0.05~2.00%、W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f) Ca 0.001~0.010%、La 0.001~0.100%、Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残留鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【請求項19】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e)

Al 0.05~2.00%、

W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残留鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却

し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【請求項20】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f)

Ca 0.001~0.010%、

La 0.001~0.100%、

Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残留鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【請求項21】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、

Si 1.0%未満、

Mn 1.5~3.0%、

P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、

(b) Ti 0.01~0.50%、

Ni 0.10~4.00%、

Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d)

Nb 0.01~0.10%、

V 0.01~0.10%、

Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e) Al 0.05~2.00%、W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f) Ca 0.001~0.010%、La 0.001~0.100%、Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【請求項22】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、Si 1.0%未満、Mn 1.5~3.0%、P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、(b) Ti 0.01~0.50%、Ni 0.10~4.00%、Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c) Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d) Nb 0.01~0.10%、V 0.01~0.10%、Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e) Al 0.05~2.00%、W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却

し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【請求項23】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、Si 1.0%未満、Mn 1.5~3.0%、P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、(b) Ti 0.01~0.50%、Ni 0.10~4.00%、Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c) Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d) Nb 0.01~0.10%、V 0.01~0.10%、Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f) Ca 0.001~0.010%、La 0.001~0.100%、Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【請求項24】重量%にて(a) C 0.08~0.30%、Si 1.0%未満、Mn 1.5~3.0%、P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、(b) Ti 0.01~0.50%、Ni 0.10~4.00%、Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c)



Mo 0.05~1.00%, 及びB 0.0005~0.0050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d) Nb 0.01~0.10%, V 0.01~0.10%, Zr 0.01~0.10%, 及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(e) Al 0.05~2.00%, W 0.05~1.00%, 及びCo 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(f) Ca 0.001~0.010%, La 0.001~0.100%, Ce 0.001~0.100%, 及びミッシュメタル 0.001~0.100%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことを特徴とするマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、耐遅れ破壊特性にすぐれる引張強度980 N/mm<sup>2</sup>以上の超高強度鋼板及びその製造方法に関する。本発明によるこのような超高強度鋼板、特に、薄鋼板は、例えば、パイプ用途として、自動車のドアやハンバーの補強部材等、軽量で且つ強度が要求される用途や、また、Zn、Cd、Sn、Al、Cr、Ni、Pb等のめっき処理や、クロメート処理、リン酸塩処理等の化成処理、更には、有機塗装による防食表面処理を施して、厳しい腐食環境において、種々の用途に好適に用いることができる。

【0002】

【従来の技術】地球の環境保全の観点から、最近、自動車の燃費の改善要求が強い。そこで、車体の軽量化を図るべく、ハンバー、ドアのインパクト・ビーム等、自動車の種々の補強部材用途に引張強度980 N/mm<sup>2</sup>以上の超高強度薄鋼板のニーズが強くなっている。しかし、980 N/mm<sup>2</sup>以上の強度を有する超高強度鋼を用いたボルトにおいては、水素脆化による割れ、所謂遅れ破壊が発生することが、例えば、特開昭60-155644号公報等に記載されているように、既に知られて

いる。従って、超高強度鋼板を用いた種々の部材においても、大気環境下の腐食反応によって発生する水素が鋼板中に入って、使用中に突然破壊するおそれがある。

【0003】また、980 N/mm<sup>2</sup>以上の強度を有する超高強度の薄鋼板をパイプ用途として、自動車のドアの補強部材等に加工作する場合においても、部品の形状によっては、加工による歪みが多く導入されたり、或いは加工時に高い残留応力が発生し、これが遅れ破壊の原因の一つになるといわれている。超高強度薄鋼板の遅れ破壊の防止については、特開平4-268053号公報に記載されているように、鋼中にSiを添加し、鋼板中への水素原子の侵入を制御することによって、遅れ破壊の原因である水素脆化の発生を防止する方法が提案されている。しかし、遅れ破壊の発生要因は、必ずしも水素侵入に限られているものではなく、腐食ピット形成による応力集中も大きな要因となる。従って、Si添加のみによって、遅れ破壊の発生を十分に防止することは困難である。

【0004】また、特開平4-280940号公報には、点溶接部の耐水割れ性の改善について記載されているが、3%以上のNiの添加を必要とし、コストの上昇を招くので、実用的ではない。また、母材部の耐水割れ特性については、何も言及されていない。更に、特開平5-295481号公報には、鋼にCaを添加し、圧延方向に伸展したMnSを球状のCaSに変えることによって、オーステナイト結晶粒界の結合力を強め、耐水素脆化特性を向上させることが提案されている。遅れ破壊は、特に、割れの起点部において、結晶粒界割れの形態を示すことが多いが、しかし、破壊の全過程が粒界割れであることは殆どなく、従って、結晶粒界の強化は、総合的な対策とはなり得ない。

【0005】その他、加工技術の観点から、加工中の残留応力が低下させ、遅れ破壊を起こり難くさせる方策についても、従来、種々の検討がなされているが、未だ、十分な結果が得られるに至っていない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、引張強度が980 N/mm<sup>2</sup>以上の超高強度薄鋼板における上述したような遅れ破壊の問題を解決するためになされたものであって、耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板、特に、薄鋼板と、その製造方法を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】先ず、本発明によれば、以下の(1)から(3)のように、化学成分として、(a)群元素と(b)群元素を必須成分とし、(c)群元素と(d)群元素のいずれか一方を含むか、又は(c)群元素と(d)群元素のいずれをも含む超高強度鋼板が提供される。

【0008】(1)重量%にて(a)C 0.08~0.3

0.0%, Si 1.0%未満, Mn 1.5~3.0%, P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、(b) Ti 0.01~0.50%、Ni 0.10~4.00%、Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c) Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度が980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板。

【0009】(2)重量%にて(a) C 0.08~0.30%、Si 1.0%未満, Mn 1.5~3.0%, P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、(b) Ti 0.01~0.50%、Ni 0.10~4.00%、Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d) Nb 0.01~0.10%、V 0.01~0.10%、Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度が980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板。

【0010】(3)重量%にて(a) C 0.08~0.30%、Si 1.0%未満, Mn 1.5~3.0%, P 0.02%以下、及びS 0.01%以下と共に、(b) Ti 0.01~0.50%、Ni 0.10~4.00%、Cu 0.05~3.00%、及びCr 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(c) Mo 0.05~1.00%、及びB 0.0005~0.0050%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、(d) Nb 0.01~0.10%、V 0.01~0.10%、Zr 0.01~0.10%、及びTa 0.01~0.10%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度が980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板。

【0011】更に、本発明によれば、上記(1)から(3)の元素に加えて、下記の(e)群元素と(f)群元素のいずれか一方か、又はいずれをも含む超高強度鋼板が提供される。(e)群元素は、Al 0.05~2.00%、W 0.05~1.00%、及びCo 0.10~5.00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を示す。

【0012】また、(f)群元素は、Ca 0.001~0.010%、La 0.001~0.100%、Ce 0.001~0.100%、及びミッシュメタル 0.001~0.1

00%よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を示す。

【0013】また、本発明によれば、上述した元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法が提供される。即ち、本発明によれば、上述した元素を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼スラブを1100℃以上の温度に加熱し、600℃以下の温度で巻取る熱間圧延を行なった後、酸洗し、スケールを除き、冷間圧延を行ない、次いで、連続焼鈍を行なうに際して、800℃以上、1000℃以下の範囲の温度にて均熱した後、30℃/秒以下の冷却速度にて、800~600℃の範囲の温度まで徐冷し、次いで、この温度から70℃/秒以上の冷却速度にて、400℃以下の温度まで冷却し、この後、再加熱するか、又はそのまま、150~400℃の範囲の温度で1~20分間加熱する焼戻し処理を行なうことによって、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上を体積率にて40%以上含み、強度980 N/mm<sup>2</sup>以上である耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法が提供される。

#### 【0014】

【発明の実施の形態】先ず、本発明による超高強度鋼板における化学成分について説明する。Cは、鋼板中にマルテンサイト等の所要の低温変態組織を生成し、鋼板を高強度化するために必須の元素であり、特に、本発明に従って、980 N/mm<sup>2</sup>以上の引張強度を得るためには、少なくとも0.08%の添加が必要である。しかし、添加量が0.30%を越えるときは、加工性を低下させたり、或いは耐食性の劣化等が原因となって、耐水素脆化特性の劣化が促進されることもある。特に、本発明においては、鋼板の強度及び耐食性の観点から、C量は、0.11~0.20%の範囲がより好ましい。

【0015】Siは、延性を劣化させることなく、鋼を固溶強化すると共に、生成銲を緻密化して、腐食による水素侵入を抑制するために有効な元素である。しかし、添加量が1.0%以上であるときは、その効果が飽和するのみならず、脆性が低下する。そこで、本発明においては、Si量は1.0%未満とする。Mnは、鋼の焼入性を高める元素であって、連続焼鈍設備においてマルテンサイトを安定に生成させるためには、1.5%以上の添加が必要である。しかし、3.0%を越えるときは、その効果が飽和するのみならず、偏析が大きくなり、組織が不均一となり、加工性が低下するので、添加量は3.0%を上限とする。

【0016】Pは、鋼を強化し、延性を高めるためにも有効な元素であるが、反面、粒界に偏析しやすく、粒界強度を低下させるので、0.02%以下とする。Sは、Mn等と介在物を形成して、腐食発生の起点となり、耐遅れ破壊特性を低下させると共に、曲げ加工性を劣化させるので、0.01%以下に規制する。特に好ましくは、

0.005%以下である。

【0017】Tiは、微細な炭化物を形成することによって、結晶粒の細粒化と粒成長抑制の効果とを有すると共に、材料内での拡散性水素のトラップ・サイトとして働いて、鋼素材の水素脆性感受性を低下させ、更には、生成錆の緻密化の効果も有して、耐食性を向上させる。これらの効果を有効に得るためには、少なくとも0.01%の添加が必要である。しかし、過多に添加するときは、炭化物が粗大となり、所定の強度を得ることができなくなるので、添加量の上限を0.50%とする。特に、本発明においては、Tiの添加量は、0.03~0.20%の範囲が好ましい。

【0018】Cuは、生成錆を緻密化して、大気腐食環境下における鋼の腐食速度を著しく低減する。また、Cuは、電気化学的に鉄よりも貴であるところから、上記と共に、相乗的に鋼の耐食性を向上させる。これらの効果を有効に得るには、少なくとも0.05%の添加を必要とする。しかし、他方において、Cuは、熱間圧延時の脆化を引き起こすおそれがあるので、添加量の上限を3.00%とする。また、Cuは、後述するように、熱間圧延時の脆化を抑制するには、等量程度のNiと併せて添加するのが好ましい。総合的に実用上の観点に立てば、特に、Cuの添加量は、0.20~2.00%の範囲が好ましい。

【0019】Niは、0.1%以上を添加することによって、生成錆の緻密化により、鋼の耐食性を向上させる効果を有する。しかし、過多に添加するときは、残留オーステナイトの増加による引張強度の低下原因となること、及び上述したように、Cuと等量程度添加することによって、熱間圧延時の脆化を抑制することができることから、添加量の上限を4.00%とする。また、Niは、高価な金属であり、経済性の点から考慮すれば、より好ましい添加範囲は、0.20~2.00%の範囲である。

【0020】Crは、鋼の焼入れ性を向上させると共に、生成錆を緻密化することによって、鋼の耐食性を向上させる。このような効果を有効に得るためには、少なくとも0.10%の添加が必要である。しかし、過多に添加するときは、焼入れ焼戻し後の靱性の低下の原因となり、更には、腐食形態の局在化（孔食性）を促進し、引張応力の集中による水素脆化割れの原因となるおそれがあるので、添加量の上限は5.00%とする。特に、耐食性及び靱性の観点から、本発明においては、添加量は、1.5~3.5%の範囲が好ましい。

【0021】Mo及びBは、焼入れ性を向上させるのに有効な元素であり、これらの元素を添加することによって、耐遅れ破壊特性を劣化させる量を増加させることなく、より高強度の鋼を得ることができる。また、これらの元素を添加することによって、同一強度の鋼板を得るのであれば、C量を低減することができ、これによっ

て、耐遅れ破壊特性を向上させることができると共に、後述するように、一次冷却停止温度を下けることが可能となるので、二次冷却時の熱歪みや変態歪みによる形状不良をも小さくすることができる。

【0022】このような効果を有効に得るためには、Moは、少なくとも0.05%の添加が必要である。しかし、過多に添加するときは、延性を低下をもたらすと共に、Moは高価な元素であるから、添加量の上限は、1.00%とする。Bについては、上記効果を有効に得るためには、少なくとも0.0005%の添加が必要である。しかし、過多に添加しても、その効果が飽和するので、添加量の上限は、0.0050%とする。

【0023】Nb、V、Zr及びTaは、いずれも、Tiと同様に、鋼中で微細な炭窒化物を形成して、結晶粒を微細化させ、鋼の降伏強度を高めると共に、大気等の腐食環境中から鋼中に侵入する拡散性水素のトラップ・サイトとして働き、耐遅れ破壊特性を向上させるのに有効である。このような効果を有効に得るためには、それぞれの元素について、0.010%以上の添加が必要である。しかし、それぞれの元素について、0.1%を超えて過多に添加するときは、鋼の延性を損なうのみならず、鋼の製造費用を高価にする。

【0024】Alは、通常、脱酸剤として用いられるが、このほかに、Alは、生成錆の緻密化によって、鋼の耐食性を向上させる効果もある。この効果を有効に得るには、0.05%以上の添加が必要であるが、他方、過多に添加するときは、鋼の加工性を低下させるので、添加量の上限を2.00%とする。特に、本発明によれば、添加量は、0.15~1.00%の添加が好ましい。

【0025】Wは、水溶液中で溶解して生じたタンクステン酸イオンの吸着作用によって、耐孔食性を高める効果にすぐれる。この効果を有効に得るには、少なくとも0.05%の添加が必要である。しかし、1.00%を越えて過多に添加しても、その効果が飽和するのみであるので、上限を1.00%とする。Crは、固溶強化元素であり、しかも、靱性を劣化させない特性を有し、更には、耐食性を高める効果も有している。これらの効果を有効に得るには、0.10%以上の添加が必要であり、特に、1.0%以上の添加が好ましい。しかし、Crは、高価な元素であるので、添加量の上限を5.00%とし、好ましくは、5.00%とする。

【0026】Caは、一般に、MnS等の介在物を球状化すると共に、これらを分解させて、鋼の靱性を向上させる効果を有する。更に、Caは、マトリックス中に固溶させることによって、粒界破壊を防止して、水素脆化を抑制する効果を有する。また、後述するLaやCeと同様に、Caは、耐食性を向上させる効果をも有する。これらの効果を有効に得るには、少なくとも0.001%を添加することが必要であり、特に、0.003%以上を添加することが好ましい。しかし、Caは、過多に添加

するときは、Ca系の粗大な介在物を生成して、加工性を低下させるので、添加量の上限を0.010%とする。

【0027】La、Ce及びミッシュメタルは、いずれも、鋼が腐食する際に、水溶液中に溶解して、アルカリ性の水酸化物を生成し、かくして、腐食表面での鉄イオンの溶出に伴う加水分解反応によって、酸性化を中和、抑制する作用があり、これによって耐食性を向上させる。腐食反応による局所的な酸性化は、単に、腐食、即ち、遅れ破壊の原因となる水素発生反応を促進するのみならず、亀裂の発生を促す応力集中のもととなる孔食の生成を促進するので、これら元素及びミッシュメタルの添加は、平均的な腐食速度を低減すると共に、耐孔食性の向上の効果も有する。

【0028】このような耐食性向上の効果をも有するに発揮させるには、これら元素又はミッシュメタルは、いずれについても、0.001%以上の添加が必要であるが、しかし、過多に添加するときは、酸化物系介在物を増加させて、加工性を低下させると共に、製鋼中、炉壁の溶損を招くおそれもあるので、添加量は、いずれの元素及びミッシュメタルについても、上限を0.100%とする。

【0029】高強度鋼の遅れ破壊は、現象的には、鋼中に侵入した拡散性水素が引張応力勾配に従ってある箇所に局所的に集中し、その箇所において、鋼が水素脆化割れを起こすことであるとみられる。水素脆化割れは、面圧説、鉄原子間の凝集力低下説等の種々の機構が提案されているものの、未だ、明確には解明されていないが、水素の吸収しやすさ、拡散しやすさ、及び鋼自身の水素脆化感受性の3つの要因が相互に関連した現象であると理解される。

【0030】従って、水素脆化の対策として、素材側からは、(1)水素の侵入経路を遮ること、(2)水素の鋼中での拡散と引張応力部への集中を抑制すること、

(3)鋼自身の水素脆化性感受性を低くすることの3つの対策が有効であると考えられる。従来、水素脆化の対策としては、(2)及び(3)によるものが多いが、本発明は(2)及び(3)に加えて、(1)の対策にも着目したものである。

【0031】即ち、通常の使用環境における鋼の水素吸蔵は、鋼が腐食する際、カソード反応により生じた水素がガス化せず、鋼中に侵入することに起因するので、本発明に従って、鋼の耐食性を向上させ、水素吸蔵を防止することによって、(1)の対策を実行することができる。また、耐食性の向上の別の側面としては、本発明に従って、不均一腐食を抑制することにより、材料表面における応力集中を避けることができ、もって、上記

(2)の対策とすることができ、一方、(3)の鋼自身の水素脆化感受性の低下に関しては、粒界偏析元素の含有量を低減すること、或いは結晶粒の微細化等によって対応することができる。

【0032】本発明は、このように、超高強度鋼の耐遅

れ破壊特性を向上させるための添加元素を鋭意検討した結果、上述したような所定の元素を用いることによって、引張強度 $980\text{ N/mm}^2$ 以上でありながら、耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板を得ることに成功したものである。このような本発明による超高強度鋼板は、特に、自動車のドアの補強部材等に用いるために加工されて、高い残留応力が存在する場合においても、耐遅れ破壊が起こり難い特徴を有するものである。

【0033】次に、本発明による耐遅れ破壊特性にすぐれる超高強度鋼板の製造方法について説明する。本発明の方法によれば、先ず、上述した化学成分を有する鋼スラブを加熱温度 $1100^\circ\text{C}$ 以上、巻取温度 $600^\circ\text{C}$ 以下の条件にて、常法に従って、熱間圧延を行なう。スラブ加熱においては、本発明におけるような高強度鋼では、熱間圧延時の圧延荷重が高くなる傾向があるので、圧延温度が低くなりすぎないようにすることが好ましく、そこで、鋼スラブの加熱温度を $1100^\circ\text{C}$ 以上とする。この場合、連続鋳造片をそのまま圧延する直接圧延や軽加熱や、スラブを冷却した後再加熱を行なう方法等、加熱方法は、特に、限定されるものではない。しかし、加熱温度を $1300^\circ\text{C}$ を越える温度とすることは、徒に熱エネルギー費用を要するのみであり、特に、利点もない。鋼スラブの熱間圧延は、常法によって行なえばよく、仕上げ圧延は $800^\circ\text{C}$ 又はそれ以上の温度で行なえばよい。

【0034】巻取は、表面のスケールの除去性を考慮し、 $600^\circ\text{C}$ 以下の温度で行なう。しかし、余りに低いときは、冷間圧延性を低下させるので、巻取温度の下限は $300^\circ\text{C}$ が好ましい。このようにして得られる熱延鋼板を常法に従って、酸洗し、研削、ショット・ブラスト等の手段によって、表面のスケールを除いた後、冷間圧延し、その後、これを連続焼鈍する。

【0035】本発明によれば、連続焼鈍によって、加熱時に、一部又は全体をオーステナイト変態させ、その後の冷却によって、これらをマルテンサイト変態させる。本発明によれば、このマルテンサイトの量と合金元素の量とによって、所望の強度を得ることができる。従って、本発明においては、連続焼鈍において、加熱温度は $800^\circ\text{C}$ 以上、 $1000^\circ\text{C}$ 以下とする。連続焼鈍後の冷却処理によってマルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト等の所要の低温変態組織を得るために、加熱時にオーステナイトを析出させることが必要であり、そのために加熱温度を $A_{c1}$ 点以上とする。しかし、 $1000^\circ\text{C}$ を越える温度としても、特に、利点なく、エネルギー費用が嵩むのみである。

【0036】このような連続焼鈍の後、 $30^\circ\text{C}$ 一秒以下の冷却速度にて、 $800\sim 600^\circ\text{C}$ の範囲の温度まで徐冷（一次冷却）し、次いで、この温度から急冷（二次冷却）する。上記徐冷温度が $30^\circ\text{C}$ 一秒よりも速いときは、フェライト量を制御し難く、所定の強度を安定して

得ることができない。上記急冷の際の冷却速度の下限は、生産性を考慮すれば、通常、5℃/秒である。また、上記急冷時の冷却速度は、マルテンサイト等の低温変態を起こさせるために、70℃/秒以上が必要であり、このような冷却速度にて400℃以下まで冷却して、マルテンサイト等の変態を起こさせる。急冷開始温度が600℃よりも低いときは、急冷開始までにオーステナイトからフェライトの変態が進み、体積率にて40%以上のマルテンサイト等の所要の低温変態組織を得ることが困難である。他方、急冷開始温度が800℃よりも高いときは、得られる鋼板の形状性が低下するので好ましくない。急冷速度は、特に限定されるものではないが、通常、工業的には水焼入れによる冷却速度(1000~2000℃/秒)が上限である。

【0037】本発明による鋼板は、マルテンサイト、焼戻しマルテンサイト又はベイナイト組織のいずれか1種以上の低温変態組織を体積率にて40%以上を有し、すべての組織が低温変態生成物であってもよい。低温変態組織が40%よりも少ないときは、所望の強度を得るために必要な合金元素の量が増し、製造費用が高くなる。

【0038】次いで、焼入れた組織がマルテンサイトであるときは、その加工性を向上し、例えば、パイプ等に支障なく容易に加工することができるように、上述した

ような連続焼鈍後に再加熱し、又は連続焼鈍からそのまま、150~400℃の範囲の温度にて焼戻し処理を行なう。焼戻し処理を400℃以上の温度で行なうことは、再加熱のために製造費用を高めるのみならず、特に、有用な効果を得ることができない。

【0039】

【実施例】以下に実施例を挙げて本発明を説明するが、本発明はこれら実施例により何ら限定されるものではない。

【0040】実施例1

表1から13に示す鋼を1200℃に加熱して、仕上温度800℃にて板厚3.0mmに熱間圧延し、560℃で巻き取った。これを酸洗した後、板厚1.8mmまで冷間圧延した。その後、850℃で2分間保持し、750℃まで強制空冷し、この温度から水焼入れを行ない、焼戻し処理を行なった。焼戻し条件は、180~400℃の温度で加熱時間8分として、引張強さが980N/mm<sup>2</sup>以上の鋼板を得た。

【0041】以下の表中、低温変態生成物の欄において、Mはマルテンサイト、Mtは焼戻しマルテンサイト、Bはベイナイト、Pはパーライトを示す。

【0042】

【表1】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
1	0.04	0.39	2.00	0.002	0.007	0.051				Mo:0.52	M 10	613	比較鋼
2	0.13	0.39	4.10	0.001	0.009	0.043				Mo:0.62	Mt 87	1227	
3	0.39	0.41	1.97	0.003	0.007	0.049				Mo:0.43	Mt 100	1869	
4	0.13	0.39	2.10	0.002	0.007	0.043				Mo:0.57	Mt 79	1339	
5	0.19	0.40	2.10	0.001	0.012					Mo:0.55	M 85	1241	発明鋼
6	0.19	0.41	1.95	0.001	0.011	0.60				Mo:0.87	Mt 91	1288	
10	0.16	0.42	2.11	0.003	0.011	0.052				Mo:0.56	Mt 84	1378	
11	0.13	0.32	1.54	0.003	0.008	0.059				B:0.0015	Mt 88	1219	
12	0.12	0.38	2.06	0.001	0.010	0.049				Mo:0.62; B:0.0015	M 90	1265	
13	0.21	0.38	2.12	0.001	0.014	0.019				Nb:0.046	M 96	1539	
14	0.18	0.42	1.98	0.002	0.015	0.45				Nb:0.055	M 87	1377	
15	0.16	0.42	2.11	0.003	0.011	0.052				V:0.065	Mt 90	1321	
16	0.13	0.32	1.54	0.003	0.008	0.059				Zr:0.058	M 76	1239	
17	0.12	0.38	2.06	0.001	0.010	0.049				Ta:0.055	Mt 86	1289	
18	0.21	0.38	2.12	0.001	0.014	0.049		0.17		Mo:0.52	Mt 100	1562	
19	0.18	0.42	1.98	0.002	0.015	0.043		3.57		B:0.0015	Mt 87	1480	
20	0.16	0.42	2.11	0.003	0.011	0.057		0.64		Mo:0.52; B:0.0011	Mt 77	1229	
21	0.20	0.32	1.54	0.003	0.008	0.053		0.45		Nb:0.070	Mt 93	1367	
22	0.12	0.38	2.06	0.001	0.010	0.049		2.30		Zr:0.054	Mt 79	1209	
23	0.15	0.38	2.12	0.001	0.014	0.059	0.38	0.36		Mo:0.62	Mt 89	1301	
24	0.15	0.42	1.98	0.002	0.015	0.053	0.18	0.16		B:0.0015	Mt 92	1418	
25	0.23	0.42	2.11	0.003	0.011	0.052	2.32	2.36		Mo:0.51; B:0.0015	Mt 100	1610	

【0043】

【表2】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
26	0.14	0.32	2.54	0.003	0.008	0.059	1.28	1.33		Nb:0.057	Mt 88	1302	発明鋼
27	0.12	0.58	2.26	0.001	0.010	0.052	0.51	0.48		V:0.046	Mt 86	1222	
28	0.24	0.38	2.12	0.001	0.014	0.049	0.75	0.75		Zr:0.065	Mt 100	1569	
29	0.19	0.42	1.98	0.002	0.015	0.058	0.23	0.26		Ta:0.046	Mt 100	1510	
30	0.16	0.42	2.11	0.003	0.011	0.052			0.18	Mo:0.52,	M 93	1389	
31	0.13	0.32	1.54	0.003	0.008	0.072			4.86	B:0.0015	Mt 87	1295	
32	0.22	0.38	2.06	0.001	0.010	0.059			1.01	Mo:0.56; B:0.0014	Mt 98	1510	
33	0.17	0.68	1.56	0.001	0.010	0.049			0.78	Nb:0.045	Mt 92	1345	
34	0.21	0.38	2.12	0.001	0.014	0.055			1.18	V:0.052	M 100	1525	
35	0.18	0.38	2.12	0.001	0.006	0.049			2.01	Zr:0.053	M 100	1491	
36	0.18	0.42	1.98	0.002	0.015	0.053			1.43	Ta:0.057	M 100	1478	
51	0.21	0.38	2.12	0.002	0.012	0.054	1.48	1.65	1.01	Mo:0.69	Mt 100	1522	
52	0.17	0.68	1.58	0.003	0.006	0.053	0.56	0.49	0.91	B:0.0017	Mt 90	1277	
53	0.21	0.38	2.12	0.001	0.015	0.059	1.20	1.27	1.27	Mo:0.52; B:0.0015	Mt 98	1502	
54	0.18	0.38	2.12	0.001	0.013	0.047	2.28	2.14	1.82	Nb:0.048	B 97	1298	
55	0.18	0.42	1.98	0.002	0.004	0.045	0.36	0.31	1.04	V:0.059	Mt 95	1378	
56	0.13	0.39	2.40	0.002	0.010	0.054	0.45	0.48	0.96	Zr:0.054	Mt 96	1385	
57	0.17	0.68	1.66	0.001	0.007	0.051	1.07	1.09	1.22	Ta:0.061	Mt 88	1467	
58	0.12	0.38	2.32	0.001	0.010	0.052				Mo:0.53; Al:0.45	Mt 78	1207	
59	0.18	0.42	1.98	0.002	0.008	0.059				Mo:0.61; W:1.03, La:0.015	Mt 96	1448	
60	0.16	0.68	1.53	0.001	0.011	0.049				Mo:0.52; Co:0.95, ミッシュメタル0.016	Mt 85	1229	

【0044】

【表3】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
61	0.21	0.38	2.11	0.001	0.010	0.053				Mo:0.67; Al:0.48 W:1.19; Ca:0.0038	M 100	1566	発明鋼
62	0.19	0.39	1.60	0.003	0.011	0.053				Bo:0.011; Al:1.03 Ca:0.0076	Mt 90	1360	
63	0.21	0.58	2.16	0.001	0.006	0.049				Bo:0.0015; W:0.62 ミッシュメタル:0.016	Mt 100	1546	
64	0.18	0.38	2.12	0.002	0.010	0.054				B:0.0017; Co:1.58 Ca:0.0069	Mt 100	1492	
65	0.19	0.42	1.98	0.002	0.010	0.053				B:0.0021; Al:0.87 W:0.42; Ce:0.080	M 100	1523	
66	0.17	0.68	1.57	0.001	0.012	0.052				Mo:0.52; B:0.0015 Al:0.045 ミッシュメタル:0.016	Mt 93	1386	
67	0.21	0.61	2.12	0.001	0.006	0.049				Mo:0.82; B:0.0011 W:0.42	Mt 100	1525	
68	0.22	0.42	1.88	0.003	0.005	0.053				Mo:0.72; B:0.0015 Co:1.32; Ca:0.0043	Mt 100	1525	
69	0.13	0.47	1.87	0.001	0.007	0.049				Mo:0.56; B:0.0012 Al:1.15; W:0.32; Co:2.89	B 95	1310	
71	0.18	0.42	1.98	0.002	0.010	0.059				Nb:0.058; Al:0.45	Mt 96	1433	
72	0.16	0.68	1.59	0.001	0.012	0.049				Nb:0.045; W:0.42 Ca:0.0045	Mt 85	1228	
73	0.21	0.38	2.11	0.001	0.010	0.053				Nb:0.076; Co:0.88 ミッシュメタル:0.016	Mt 100	1549	

【0045】

【表4】

鋼 種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
74	0.19	0.39	1.60	0.003	0.011	0.053				Nb:0.028; Al:0.45 W:0.64; Co:0.88	Mt 93	1380	発明鋼
75	0.21	0.58	2.16	0.001	0.006	0.049				V:0.035; Al:0.45 W:0.42; La:0.012	M 100	1588	
76	0.18	0.38	2.12	0.002	0.010	0.054				Zr:0.055; Al:0.45 W:0.43; Ca:0.0041	Mt 100	1523	
77	0.19	0.42	1.98	0.002	0.011	0.053				Ta:0.056; W:0.74 Co:0.88; Ca:0.0056	Mt 97	1455	
78	0.17	0.68	1.62	0.001	0.012			3.12		Mo:0.62; Al:0.45	B 89	1210	
79	0.21	0.61	2.12	0.001	0.006			0.87		Mo:0.52; W:0.29 La:0.012	Mt 98	1529	
80	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015			0.64		Mo:0.47; Co:0.88 ミッシュメタル:0.016	Mt 100	1545	
81	0.13	0.47	1.87	0.001	0.054			1.17		Mo:0.53; Al:0.45 W:0.35; Ca:0.0045	Mt 86	1190	
82	0.18	0.42	1.98	0.002	0.001			0.68		B:0.0027; Al:1.32 Ca:0.0036	Mt 96	1302	
83	0.18	0.42	1.98	0.002	0.010			0.39		B:0.0007; W:0.54 ミッシュメタル:0.023	Mt 91	1278	
84	0.16	0.68	1.66	0.001	0.012			2.76		B:0.0011; Co:0.76 Ca:0.0059	Mt 86	1290	
85	0.21	0.38	2.11	0.001	0.010			2.11		B:0.0015; Al:0.48 W:0.39; Ca:0.038	Mt 100	1545	

【0046】

【表5】

鋼 種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
86	0.19	0.39	1.52	0.003	0.011			0.62		Mo:0.85; B:0.0010 Al:0.39 ミッシュメタル:0.012	Mt 94	1332	発明鋼
87	0.21	0.58	2.16	0.001	0.006			0.37		Mo:0.32; B:0.0018; W:0.38	M 100	1490	
88	0.18	0.38	2.12	0.002	0.010			0.29		Mo:0.52; B:0.0015 Co:1.28; Ca:0.0053	Mt 97	1467	
89	0.19	0.42	1.98	0.002	0.011			0.58		Mo:0.66; B:0.0011 Al:0.34; W:0.48; Co:0.7	Mt 99	1505	
90	0.17	0.68	1.58	0.001	0.013			0.43		Nb:0.053; Al:0.43	Mt 91	1298	
91	0.21	0.61	2.12	0.001	0.006			0.44		Nb:0.067; W:0.34 Ca:0.0065	Mt 98	1399	
92	0.18	0.42	1.98	0.002	0.015			0.42		Nb:0.078; Co:0.88 ミッシュメタル:0.022	Mt 98	1401	
93	0.16	0.68	1.56	0.001	0.012			0.49		Nb:0.042; Al:0.48 W:0.47; Co:0.98	Mt 96	1320	
94	0.21	0.38	2.11	0.001	0.008			0.76		V:0.068; Al:0.45 W:1.02; La:0.012	Mt 100	1465	
95	0.19	0.39	1.54	0.001	0.011			0.57		Zr:0.056; Al:0.45 W:1.02; Ca:0.0045	Mt 93	1387	
96	0.21	0.58	1.56	0.001	0.006			1.39		Ta:0.051; W:1.02 Co:0.76; Ca:0.0064	Mt 97	1456	
97	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010		0.37	0.34		Mo:0.53; Al:0.45	Mt 100	1490	
98	0.12	0.42	1.98	0.001	0.011		0.48	0.49		Mo:0.66; W:0.39; La:0.029	Mt 82	1278	

【0047】

【表6】

鋼 種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
99	0.17	0.68	1.26	0.001	0.012		1.09	1.18		Mo:0.34; Co:0.88 ミッシュメタル:0.016	Mt 88	1312	発明鋼
100	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006		1.01	0.96		Mo:0.56; Al:0.44 W:0.32; Ca:0.0054	M 100	1567	
101	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015		0.43	0.36		B:0.0009; Al:0.45 Ca:0.0067	Mt 100	1510	
102	0.11	0.47	1.57	0.002	0.024		2.87	2.76		B:0.0014; W:0.48 ミッシュメタル:0.015	Mt 76	1089	
103	0.18	0.42	1.98	0.002	0.011		1.67	1.68		B:0.0019; Co:0.75 Ca:0.0039	Mt 95	1234	
104	0.18	0.42	1.61	0.002	0.007		0.54	0.59		B:0.0022; Al:0.47 W:0.77; Co:0.054	Mt 93	1257	
105	0.16	0.68	1.63	0.001	0.012		0.37	0.34		Mo:0.61; B:0.0011 Al:0.34 ミッシュメタル:0.012	Mt 86	1233	
106	0.21	0.38	2.11	0.001	0.008		0.48	0.49		Mo:0.53; B:0.0019 W:0.39	Mt 100	1528	
107	0.19	0.39	1.60	0.001	0.011		1.09	1.18		Mo:0.66; B:0.0015 Co:0.88; Ca:0.0045	Mt 94	1345	
108	0.12	0.58	1.56	0.001	0.006		1.01	0.96		Mo:0.34; B:0.0015 Al:0.45; W:0.58; Co:0.9	Mt 73	1197	
109	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010		0.43	0.36		Nb:0.066; Al:0.45	Mt 89	1284	
110	0.19	0.42	1.98	0.001	0.011		2.87	2.76		Nb:0.049; W:0.33 Ca:0.0053	Mt 95	1443	
111	0.17	0.68	1.58	0.001	0.012		1.67	1.68		Nb:0.052; Co:0.88 ミッシュメタル:0.016	Mt 97	1455	

【0048】

【表7】

鋼 種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
112	0.15	0.61	1.79	0.001	0.006		0.54	0.59		Nb:0.056; Al:0.48 W:0.56; Co:1.86	B 89	1210	発明鋼
113	0.16	0.42	1.88	0.003	0.015		0.38	0.36		V:0.059; Al:0.45 W:0.39; La:0.012	Mt 93	1422	
114	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002		0.34	0.36		Zr:0.056; Al:0.45 W:0.72; Ca:0.0041	Mt 83	1235	
115	0.21	0.38	2.06	0.001	0.001		0.59	0.57		Ta:0.058; W:0.17 Co:1.38; Ca:0.0065	Mt 96	1490	
116	0.18	0.42	1.98	0.002	0.001				0.87	Mo:0.62; Al:0.45	Mt 96	1367	
117	0.12	0.68	1.56	0.001	0.012				1.23	Mo:0.59; W:1.02; La:0.012	Mt 81	1085	
118	0.21	0.38	2.11	0.001	0.008				1.02	Mo:0.52; Co:0.88 ミッシュメタル:0.016	Mt 98	1435	
119	0.19	0.39	1.60	0.001	0.011				1.88	Mo:0.35; Al:0.45 W:0.42; Ca:0.0045	Mt 94	1445	
120	0.21	0.58	1.62	0.001	0.006				0.67	B:0.0015; Al:0.45 Ca:0.0061	Mt 99	1522	
121	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010				1.39	B:0.0015; W:0.47 ミッシュメタル:0.016	Mt 100	1498	
122	0.15	0.68	1.54	0.001	0.012				0.77	B:0.0015; Co:0.88 Ca:0.0045	Mt 87	1288	
123	0.21	0.38	2.11	0.001	0.008				2.21	B:0.0013; Al:0.42 W:0.67; Ce:0.065	Mt 100	1535	
124	0.19	0.39	1.60	0.001	0.011				0.88	Mo:0.54; B:0.0014 Al:0.37 ミッシュメタル:0.011	Mt 91	1318	

【0049】

【表8】



鋼 種	化 学 成 分 (重量%)									低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考	
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
125	0.21	0.58	1.67	0.001	0.006				0.95	Mo:0.52; B:0.0015 W:0.75	Mt 98	1392	発明鋼
126	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010				1.39	Mo:0.77; B:0.0009 Co:1.45; Ca:0.0038	Mt 91	1401	
127	0.19	0.42	1.98	0.001	0.011				1.45	Mo:0.57; B:0.0015 Al:0.41; W:0.55; Co:0.7	Mt 96	1466	
128	0.17	0.68	1.76	0.001	0.012				0.78	Nb:0.056; Al:0.45	Mt 92	1342	
129	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006				1.02	Nb:0.051; W:0.56 Ca:0.0041	M 100	1517	
130	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015				1.19	Nb:0.044; Co:0.28 ミッシュメタル:0.011	Mt 100	1556	
131	0.11	0.12	1.54	0.003	0.002				1.23	Nb:0.049; Al:0.45 W:0.88; Co:0.54	Mt 78	1097	
132	0.21	0.38	2.06	0.001	0.001				1.33	V:0.052; Al:0.40 W:0.87; La:0.055	Mt 97	1468	
133	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006				1.81	Zr:0.67; Al:0.41 W:0.56; Ca:0.0041	M 98	1482	
134	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015				0.87	Ta:0.029; W:0.68 Co:2.86; Ca:0.0065	Mt 100	1567	
135	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002	0.057	0.49	0.47		Mo:0.62; Al:0.45	Mt 75	1211	
136	0.16	0.38	2.06	0.001	0.001	0.051	0.31	0.33		Mo:0.73; W:0.79 La:0.038	Mt 82	1209	
137	0.18	0.42	1.98	0.002	0.001	0.050	0.31	0.34		Mo:0.34; Co:0.38 ミッシュメタル:0.012	Mt 92	1234	

【0050】

【表9】

鋼 種	化 学 成 分 (重量%)									低温変態生成物	引張強さ	備 考	
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他	(%)		(N/mm <sup>2</sup> )
138	0.14	0.38	2.06	0.001	0.001	0.048	0.43	0.39		Mo:0.53; Al:0.42 W:0.67; Ca:0.0046	Mt 85	1207	発明鋼
139	0.11	0.58	1.56	0.001	0.006	0.052	0.37	0.34		B:0.0014; Al:0.43 Ca:0.0054	Mt 76	1093	
140	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010	0.059	0.48	0.49		B:0.0020; W:1.02 ミッシュメタル:0.032	M t 97	1528	
141	0.19	0.42	1.98	0.001	0.011	0.049	1.09	0.18		B:0.0018; Co:0.98 Ca:0.0059	M t 94	1345	
142	0.17	0.68	1.53	0.001	0.012	0.053	1.01	0.96		B:0.0015; Al:0.42 W:0.65; Co:0.065	Mt 85	1197	
143	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006	0.053	0.43	0.36		Mo:0.42; B:0.0015 Al:0.43 ミッシュメタル:0.019	M 100	1533	
144	0.20	0.42	1.88	0.003	0.015	0.049	2.87	2.76		Mo:0.67; B:0.0011; W:0.45	M t 100	1543	
145	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002	0.054	1.67	1.68		Mo:0.85; B:0.0008 Co:0.77; Ca:0.0065	M t 92	1325	
146	0.21	0.58	1.66	0.001	0.006	0.053	0.54	0.59		Mo:0.78; B:0.0018 Al:0.45; W:0.55; Co:0.9	Mt 92	1411	
147	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010	0.052	0.38	0.36		Nb:0.047; Al:0.40	M t 93	1422	
148	0.19	0.42	1.98	0.001	0.011	0.049	0.34	0.36		Nb:0.51; W:0.76 Ca:0.0021	M t 92	1465	
149	0.17	0.68	1.52	0.001	0.012	0.053	0.59	0.57		Nb:0.057; Co:0.78 ミッシュメタル:0.067	M t 89	1291	
150	0.12	0.61	2.49	0.001	0.006	0.049	0.37	0.34		Nb:0.059; Al:1.39 W:0.76; Co:0.36	Mt 86	1210	

【0051】

【表10】

鋼 種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
151	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015	0.052	0.48	0.49		V:0.045; Al:1.28 W:0.74; La:0.0012	Mt 100	1490	発明鋼
152	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002	0.059	1.09	1.18		Zr:0.049; Al:0.48 W:0.42; Ca:0.0041	Mt 92	1215	
153	0.21	0.38	2.06	0.001	0.001	0.046	1.01	0.96		Ta:0.051; W:0.39 Co:0.82; Ca:0.0060	Mt 100	1505	
154	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006	0.053			1.39	Mo:0.58; Al:0.41	Mt 99	1522	
155	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015	0.053			0.77	Mo:0.39; W:0.56; La:0.018	Mt 100	1498	
156	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002	0.049			2.21	Mo:0.55; Co:0.48 ミッシュメタル:0.028	Mt 93	1248	
157	0.21	0.38	2.06	0.001	0.001	0.054			0.88	Mo:0.58; Al:0.41 W:0.65; Ca:0.0065	Mt 100	1506	
158	0.18	0.42	1.98	0.002	0.001	0.052			0.95	B:0.0023; Al:0.45 Ca:0.0045	Mt 96	1378	
159	0.16	0.68	1.54	0.001	0.012	0.059			1.39	B:0.0016; W:0.62 ミッシュメタル:0.045	Mt 92	1332	
160	0.21	0.38	2.11	0.001	0.008	0.042			1.39	B:0.0027; Co:2.48 Ca:0.0076	Mt 100	1501	
161	0.19	0.39	1.60	0.001	0.011	0.052			0.77	B:0.0015; Al:1.46 W:0.56; Co:0.065	Mt 96	1466	
162	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006	0.059			2.21	Mo:0.39; B:0.0015 Al:1.12 ミッシュメタル:0.016	Mt 100	1498	
163	0.15	0.51	2.29	0.001	0.006	0.049			0.88	Mo:0.55; B:0.0022 W:0.29	M 92	1437	

【0052】

【表11】

鋼 種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
164	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015	0.053			0.95	Mo:0.58; B:0.0012 Co:0.56; Ca:0.0013	Mt 100	1516	発明鋼
165	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002	0.053			1.39	Mo:0.52; B:0.0015 Al:0.47; W:0.54; Co:0.9	Mt 78	1207	
166	0.21	0.38	2.06	0.001	0.001	0.049			1.45	Nb:0.057; Al:0.41	Mt 97	1448	
167	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006	0.054			0.78	Nb:0.076; W:0.52 Ca:0.0026	Mt 98	1492	
168	0.16	0.42	1.88	0.003	0.015	0.053			1.02	Nb:0.029; Co:0.82 ミッシュメタル:0.029	Mt 92	1367	
169	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002	0.052			1.19	Nb:0.085; Al:0.45 W:0.78; Co:0.67	Mt 82	1231	
170	0.21	0.38	2.06	0.001	0.001	0.049			1.23	V:0.057; Al:0.75 W:0.32; La:0.012	Mt 100	1509	
171	0.18	0.42	1.98	0.002	0.001	0.053			1.01	Zr:0.054; Al:1.06 W:0.64; Ca:0.0034	Mt 95	1334	
172	0.16	0.68	1.57	0.001	0.012	0.049			1.02	Ta:0.038; W:0.38 Co:0.98; Ca:0.0067	Mt 85	1277	
173	0.18	0.42	1.98	0.002	0.001	0.049	1.09	1.18	0.88	Mo:0.48; Al:1.04	Mt 93	1348	
174	0.16	0.68	1.58	0.001	0.012	0.053	1.01	0.96	1.39	Mo:0.62; W:0.65; La:0.026	Mt 90	1406	
175	0.21	0.38	2.11	0.001	0.008	0.049	0.43	0.36	0.77	Mo:0.76; Co:0.68 ミッシュメタル:0.016	Mt 98	1478	
176	0.19	0.39	1.60	0.001	0.011	0.052	2.87	2.76	2.21	Mo:0.54; Al:0.41 W:0.72; Ca:0.0045	M 100	1497	

【0053】

【表12】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
177	0.21	0.58	1.54	0.001	0.006	0.059	1.67	1.68	0.88	B:0.0015; Al:0.45 Ca:0.0053	Mt 94	1401	発明鋼
178	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010	0.046	0.54	0.59	0.95	B:0.0012; W:0.67 ミッシュメタル:0.027	Mt 96	1454	
179	0.16	0.68	1.56	0.001	0.012	0.053	0.38	0.36	1.39	B:0.0015; Co:0.89 Ca:0.0039	Mt 95	1388	
180	0.21	0.38	2.11	0.001	0.008	0.053	0.34	0.36	1.39	B:0.0017; Al:1.23 W:0.32; Ce:0.023	Mt 100	1542	
181	0.19	0.39	1.56	0.001	0.011	0.049	0.59	0.57	0.77	Mo:0.75; B:0.0023 Al:0.45 ミッシュメタル:0.019	Mt 100	1501	
182	0.12	0.58	1.67	0.001	0.006	0.054	0.37	0.34	2.21	Mo:0.45; B:0.0008; W:0.66	Mt 88	1207	
183	0.18	0.38	2.22	0.002	0.010	0.052	0.48	0.49	0.88	Mo:0.55; B:0.0015 Co:0.88; Ca:0.0065	Mt 100	1448	
184	0.19	0.42	1.98	0.001	0.011	0.059	1.09	1.18	0.95	Mo:0.71; B:0.0016 Al:0.57; W:0.54; Co:0.6	Mt 99	1492	
185	0.17	0.68	1.66	0.001	0.012	0.042	1.01	0.96	1.39	Nb:0.048; Al:0.45;	Mt 93	1397	
186	0.21	0.61	2.49	0.001	0.005	0.052	0.38	0.36	1.45	Nb:0.058; W:0.49 Ca:0.0043	Mt 100	1521	

【0054】

【表13】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)										低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	備 考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他			
187	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015	0.054	0.43	0.36	0.78	Nb:0.053; Co:0.75 ミッシュメタル:0.026	Mt 100	1509	発明鋼
188	0.13	0.12	1.54	0.003	0.002	0.049	2.87	2.76	1.02	Nb:0.051; Al:1.28 W:0.32; Co:0.48	Mt 88	1211	
189	0.21	0.38	2.06	0.001	0.001	0.054	1.67	1.68	1.19	V:0.050; Al:0.44 W:0.43; La:0.034	Mt 97	1467	
190	0.21	0.61	2.49	0.001	0.006	0.054	0.54	0.59	1.23	Zr:0.048; Al:0.41 W:0.62; Ca:0.0025	M 98	1476	
191	0.22	0.42	1.88	0.003	0.015	0.055	0.38	0.36	0.01	Ta:0.049; W:0.056 Co:0.81; Ca:0.0034	Mt 100	1510	

【0055】このようにして得られた鋼板について、次のようにして、耐遅れ破壊特性を調べた。即ち、鋼板を機械加工により20mm幅、長さ100mmに切り出し、この試料を板長手方向の中央部で曲率半径10mmのU字曲げ加工し、板端部近傍でホルト締めを行なうて、曲げ外側の表面に1000N/mm<sup>2</sup>の曲げ応力を付与した試験片とした。ここに、ホルトと試験片との間のガルバニック腐食を避けるため、ホルトは、フッ素樹脂（ポリテトラフルオロエチレン樹脂）製のチューブで被覆し、絶縁した。また、試験片としては、すべて裸材を用いた。

【0056】試験環境は、塩水噴霧試験（JIS Z 2371）を12時間行なった後、これを12時間放置することを1サイクルとするサイクル試験と、0.1N塩酸浸漬試験（30℃）との2種とし、上記U字曲げ試験

片の割れサイクル数及び割れ時間を測定することによって、鋼の耐遅れ破壊特性を評価した。結果を図1及び図2に示すように、本発明による鋼では、いずれの試験においても、割れ発生が起こるまでの時間が著しく長っており、本発明鋼が耐遅れ破壊特性にすぐれることが理解される。

#### 【0057】実施例2

表14に示す化学成分を有する鋼を用いて表14及び表15に示す条件にて高強度鋼板を製造した。得られた鋼板の強度及び耐遅れ破壊特性を表15に示す。表15において、耐遅れ破壊特性の評価は実施例1と同様に行なった。

#### 【0058】

【表14】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)										スラブ加熱温度 (%)	巻取温度 (%)	加熱温度 (%)	備考
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu	Ni	Cr	そ の 他				
192	0.18	0.42	1.98	0.002	0.006	0.049	0.67	0.69	0.88	B:0.0012	1200	560	850	比較鋼
193	0.17	0.45	1.96	0.002	0.009	0.053	0.43	0.36	0.77	B:0.0014	1200	560	850	発明鋼
194	0.13	0.69	2.06	0.001	0.004	0.052	1.67	1.68	0.88	Mo:0.65	1200	560	750	比較鋼
195	0.20	0.73	1.68	0.002	0.011	0.046	0.38	0.36	1.39	B:0.0021	1250	560	850	比較鋼
196	0.17	0.41	1.80	0.001	0.010	0.053	0.59	0.57	0.77	Mo:0.57	1250	560	850	発明鋼
197	0.18	0.29	1.59	0.001	0.008	0.054	0.48	0.49	0.88	Mo:0.59	1250	560	850	比較鋼
198	0.16	0.68	2.15	0.002	0.007	0.059	1.01	0.96	1.39	Mo:0.61; B:0.0012	1150	560	850	発明鋼
199	0.19	0.57	1.89	0.002	0.012	0.052	0.43	0.36	0.78	B:0.0012	1200	560	850	比較鋼
200	0.20	0.39	1.58	0.002	0.007	0.049	1.67	1.68	1.19	B:0.0015	1200	560	850	発明鋼
201	0.13	0.65	1.68	0.001	0.005	0.056	0.32	0.36	1.01	B:0.0014	1200	560	850	比較鋼
202	0.13	0.47	2.02	0.003	0.006	0.068	0.67	0.69	0.88	B:0.0017	1200	560	850	発明鋼

【0059】

【表15】

鋼種	一次冷却速度 (℃/秒)	一次冷却停止 温度 (℃)	二次冷却速度 (℃/秒)	二次冷却停止 温度 (℃)	再加熱温度 (℃)	低温変態生成物 (%)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	塩酸浸漬割れ 時間 (時間)	サイクル試験の 割れサイクル数	備考
192	10	550	1000	室温	200	Mt 31	884	—	—	比較鋼
193	10	700	1000	室温	200	Mt 84	1287	313	154	発明鋼
194	10	700	1000	室温	200	Mt + P33	770	—	—	比較鋼
195	100	700	1000	室温	200	Mt 100	1750	57	18	比較鋼
196	10	700	1000	室温	200	Mt 95	1513	233	118	発明鋼
197	5	680	10	室温	—	B 67	887	—	—	比較鋼
198	10	700	100	300	300	B 85	1288	357	129	発明鋼
199	10	700	100	450	300	B 37	827	—	—	比較鋼
200	10	700	100	200	200	Mt 81	1279	286	126	発明鋼
201	10	700	1000	室温	500	Mt 96	950	—	—	比較鋼
202	10	700	1000	室温	200	Mt 94	1487	240	121	発明鋼

【0060】

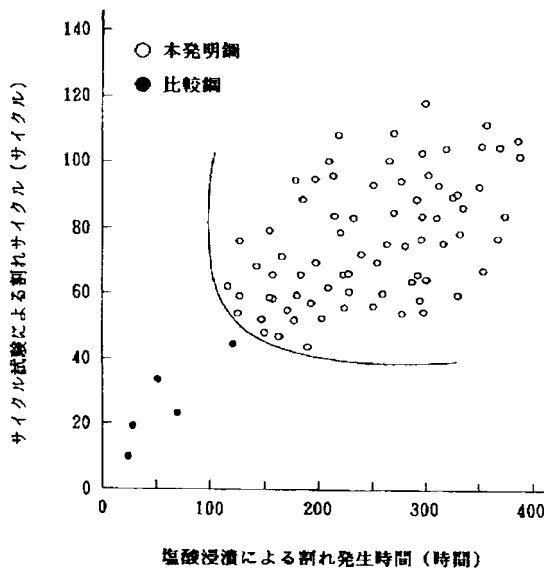
【発明の効果】以上のように、本発明による超高強度鋼板は、 $980\text{ N/mm}^2$ 以上の引張強度を有しながら、同時に、すぐれた耐遅れ破壊特性有しており、従って、このような超高強度鋼板は、例えば、自動車のバンパーやドアの補強部材の軽量化のために好適に用いることができる。

【図面の簡単な説明】

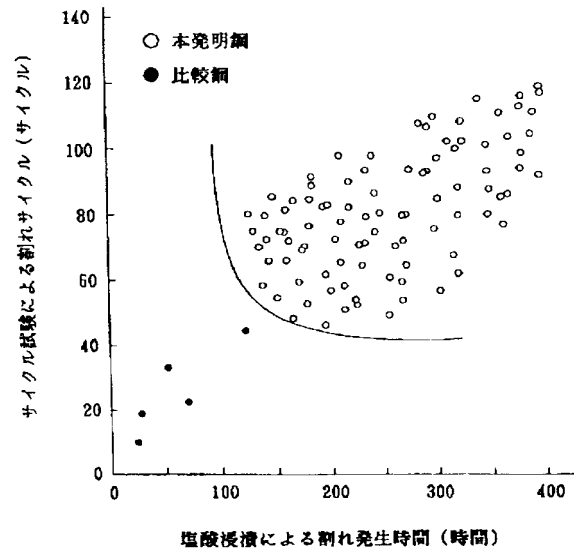
【図1】は、本発明による高強度鋼板と比較例としての鋼板について、それぞれの耐遅れ破壊特性を示すグラフである。図中、添数字は、表中の鋼種番号を示す。

【図2】は、本発明による高強度鋼板と比較例としての鋼板について、それぞれの耐遅れ破壊特性を示すグラフである。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 中山 武典  
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号  
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 岩田 多加志  
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号  
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内